

R4

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2001 年 10 月 4 日 (04.10.2001)

PCT

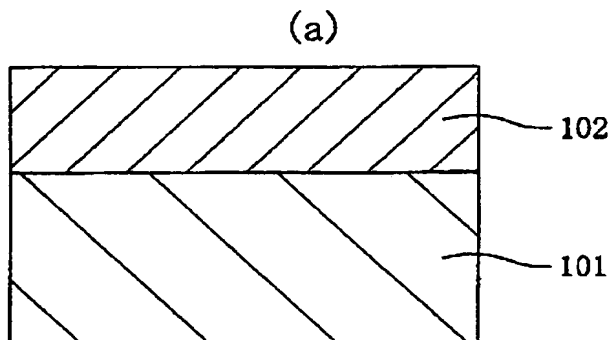
(10) 国際公開番号
WO 01/73852 A1

- (51) 国際特許分類: H01L 29/161, 21/205, 21/26, 21/324 (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 松下電器産業株式会社 (MATSUSHITA ELECTRIC INDUSTRIAL CO., LTD.) [JP/JP]; 〒571-8501 大阪府門真市大字門真1006番地 Osaka (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP01/02524
- (22) 国際出願日: 2001 年 3 月 27 日 (27.03.2001)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ: 特願2000-086154 2000 年 3 月 27 日 (27.03.2000) JP
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 齋藤 徹 (SAITOH, Tohru) [JP/JP]; 〒566-0065 大阪府摂津市島飼新町2-18-14 Osaka (JP). 神澤好彦 (KANZAWA, Yoshihiko) [JP/JP]; 〒571-0074 大阪府門真市御堂町25-3 Osaka (JP). 龍澤克弥 (NOZAWA, Katsuya) [JP/JP]; 〒535-0002 大阪府大阪市旭区大宮5-4-25-1101 Osaka (JP). 久保 実 (KUBO, Minoru) [JP/JP]; 〒518-0641 三重県名張市桔梗ガ丘西一番町125 Mie (JP).

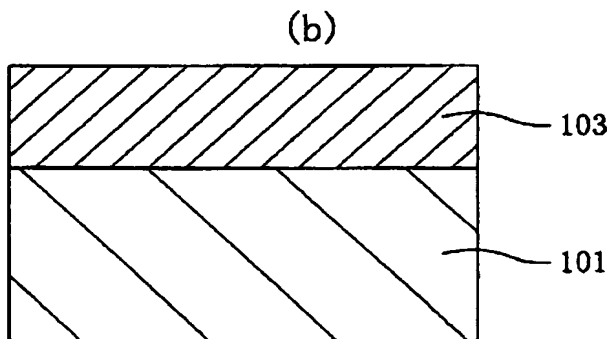
[続葉有]

(54) Title: SIGEC SEMICONDUCTOR CRYSTAL AND PRODUCTION METHOD THEREOF

(54) 発明の名称: SiGeC半導体結晶及びその製造方法



(57) Abstract: A B-doped $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ layer (102) ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) is epitaxial-grown on an Si substrate (101) by a UHV-CVD method, and B_2H_6 is used as a boron B material gas being an impurity (dopant) to complete an in-situ doping. Then, the layer (102) is heat-treated to form a B-doped $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ crystal layer (103); a heat-treating temperature at this time is preferably $700-1020^\circ\text{C}$ and more preferably $900-1000^\circ\text{C}$.



[続葉有]

WO 01/73852 A1



(74) 代理人: 前田 弘, 外(MAEDA, Hiroshi et al.); 〒 550-0004 大阪府大阪市西区靱本町1丁目4番8号 太平ビル Osaka (JP). 添付公開書類:
— 国際調査報告書

(81) 指定国 (国内): CN, JP, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約:

Si基板101上に、UHV-CVD法により、Bドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層102 ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) をエピタキシャル成長させる。その際、不純物 (ドーパント) であるボロン (B) の原料ガスとして B_2H_6 を用いて、in-situ ドーブを行なう。次に、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層102に熱処理を施して、Bドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 結晶層103とする。熱処理温度は、このとき、熱処理温度を $700^\circ\text{C} - 1020^\circ\text{C}$ とすることが好ましく、 $900^\circ\text{C} - 1000^\circ\text{C}$ とすることがより好ましい。

明 細 書

SiGeC半導体結晶及びその製造方法

技術分野

本発明は、バイポーラトランジスタや電界効果トランジスタとして利用できるSiGeC半導体結晶及びその製造方法に関する。

背景技術

本発明は、IV族元素混晶半導体であるSiGeC半導体結晶及びその製造方法に関するものである。

従来より、Si層とSiを主成分として含む半導体層とを積層してヘテロ接合を形成することにより、従来のSiデバイスよりも高速で動作する半導体デバイスを作製する試みがなされている。Si層とヘテロ接合を形成する材料としては、Siと同じIV族元素を用いた混晶半導体である $Si_{1-x}Ge_x$ や $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ が有望である。特に、3種類の元素からなる $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 混晶半導体は、組成比を変えることによりバンドギャップと格子定数を独立に制御することが可能であることから、半導体デバイス設計の自由度が高いため、大変注目されている。例えば、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ の組成比を適宜調整すれば、Si結晶との格子整合が可能である。また、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ の組成比を適宜調整すれば、Si層と $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層とのヘテロ界面に、伝導帯と価電子帯との双方にヘテロ障壁（バンドオフセット）を生じさせることができる。例えば、特開平10-116919号公報には、Si/SiGeC層の界面に生じる伝導帯側のヘテロ障壁を利用して、2次元電子ガスをキャリアとする高速動作が可能な電界効果型トランジスタが開示されている。

ところで、現在、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 混晶の作製には、各元素Si、Ge及びCのソースとなる各種のガスを分解して、Si層あるいはSiGe層の上にエピタキシャル成長をおこなう化学的気相成長法（CVD法）や、各元素のソースとなる各種の固体を加熱蒸発させて結晶成長を行なう分子線エピタキシャル成長

法（MBE法）などが用いられている。そして、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層を半導体デバイスの一部として用いるためには、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層内にドーパントとなるキャリア用不純物を添加し、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の導電型や比抵抗を制御する必要がある。 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層においては、p型ドーパントとしてはボロン（B）が、n型ドーパントとしてはリン（P）がよく用いられており、結晶成長中にドーパントを添加することにより成長層の導電型や比抵抗を制御できることが知られている。

解決課題

図4は、本件の発明者らが $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層へのドーピングに関して検討を行なうために行なった実験の結果得られた、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗のC含有率依存性を示す図である。データが採取された試料の $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層は、元素Siの原料ガスとして Si_2H_6 を、元素Geの原料ガスとして GeH_4 を、元素Cの原料ガスとして SiH_3CH_3 を、p型不純物（ドーパント）であるボロン（B）の原料ガスとして B_2H_6 をそれぞれ用いて（つまりin-situ ドープ）、CVD法により、エピタキシャル成長されたas-grownのものである。この実験においては、 Si_2H_6 及び GeH_4 の流量と $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の成長時における温度とは一定とし、 SiH_3CH_3 の流量のみを変化させている。同図に示されているように、Cの含有率が0.45%以下の試料では、C含有率が変化しても比抵抗はほとんど一定であり、かつ、比抵抗値が比較的小さい。それに対し、C含有率が1.6%の $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗は著しく増大している。つまり、この方法でエピタキシャル成長された $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層は、半導体デバイスの活性領域（例えば、FETにおけるチャネル層、バイポーラトランジスタにおけるベース層など）として用いることが好ましくない程度まで、高抵抗化していることが明らかになった。

図5は、図4に示すデータを採取した試料と基本的に同じ方法で作製された試料についての2次イオン質量分析の結果得られた、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層のB濃度のC含有率依存性を示す図である。これは、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層にボロンをin-situ ドープにより導入する場合、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層のC含有率に

よってはボロンのドーブ効率が多少変化することから、図4に示す比抵抗がボロンの濃度による影響を受けていないかどうかを確認するために行なった実験である。ただし、図5のデータが採取された試料は、図4のデータが採取された試料とは同一のものではない。図5に示されるように、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層中のB濃度は、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層のC含有率に大きな依存性はない。そして、図5に示されるように、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層のC含有率が大きくなるほど、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層中のB濃度が増大する傾向にあることから、図4に示すB濃度が1.6%の試料における比抵抗の増大が、B濃度の不足に起因するものでないことが確認された。

そこで、本発明者達は、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層のC含有率が大きい領域において比抵抗が増大する原因が、in-situ ドープによるエピタキシャル成長の際にBが十分活性化されていないことにあるのではないかと推定した。従来、CVD法による半導体層（Si層や $Si_{1-x}Ge_x$ 層）のエピタキシャル成長の際にドーパントをin-situ ドープする場合には、半導体層のエピタキシャル成長と共にドーパントが活性化されていくために、イオン注入法による不純物ドーブの場合とは異なり、ドーパントを活性化するための熱処理は不要と考えられている。図4に示すように、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層においても、C含有率が0.45%以下の場合には、as-grownの状態では比抵抗が小さいので、このまま半導体デバイスの活性領域として $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層を用いることが可能である。ところが、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層中のC含有率が大きくなると、このような従来の考え方では解決できない現象が生じているのではないかとと思われるのである。特に、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層中のC含有率が1%を越えると、種々の特性が大きく変化することが経験的にわかっているので、図4に示すデータだけでは確認できないが、C含有率が1%付近が比抵抗が大きくなる臨界値ではないかと考えられる。

発明の開示

本発明の目的は、特に、1%を越える程度に大きいC含有率を有する $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層について、Bを活性化するための手段を講ずることにより、半導

体デバイスの活性領域として利用することが可能な $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 半導体結晶及びその製造方法を提供することにある。

本発明の SiGeC 半導体結晶の製造方法は、基板上に、キャリア用不純物が添加された $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) で表される組成を有する SiGeC 半導体結晶をエピタキシャル成長させるステップ (a) と、上記 SiGeC 半導体結晶中のキャリア用不純物を活性化させるための熱処理を施すステップ (b) とを含んでいる。

この方法により、 SiGeC 層の比抵抗を低下させることが経験的に確認された。従来、in-situ ドープされた不純物はエピタキシャル成長と共に活性化されると考えられていたが、このことは SiGeC 層には適用できず、in-situ ドープされた不純物であっても、熱処理によって十分活性化されることによるものと推定される。

上記熱処理の温度が 700°C 以上で 1000°C 以下の範囲であることにより、特に不純物を効果的に活性化することができる。

上記エピタキシャル成長は、 Si 、 Ge 、 C 及び B のうち少なくともいずれか 1 つの材料の水素化物を原料とする化学的気相成長法である場合に、本発明の意義が大きい。

本発明の SiGeC 半導体結晶は、キャリア用不純物を含む $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ ($0 < z < 1$) 層と、該 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層よりもキャリア用不純物の濃度が低い $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ ($0.01 \leq w < 1$) 層とを 2 組以上交互に積層して構成され、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) で表される組成を有する SiGeC 半導体結晶として機能する。

これにより、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層と $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層とが一体化して 1 つの SiGeC 半導体結晶として機能するとともに、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層内では、特別の処理を行なわなくても as-grown の状態でキャリア用不純物が活性化されることを利用して、半導体デバイスの活性領域として利用するのに適した小さい比抵抗を有する SiGeC 半導体結晶が得られる。

上記 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層と $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層との厚みは離散した量子化準位が生じる厚みよりも薄くなっていることにより、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層と $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層と

がより確実に一体化して1つのSiGeC半導体結晶として機能する。

具体的には、上記 $Si_{1-x}Ge_x$ 層及び $Si_{1-w}C_w$ 層は、それぞれ1.0nm以下の厚みを有することが好ましい。

図面の簡単な説明

図1(a), (b)は、本発明の第1の実施形態におけるBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 半導体結晶の製造工程を概略的に示す断面図である。

図2は、本発明の製造方法におけるRTA温度の変化に対するBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 半導体結晶の比抵抗の変化データを示す図である。

図3は、本発明の第2の実施形態におけるBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 半導体結晶の構成を概略的に示す断面図である。

図4は、Bドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層の比抵抗のC含有率依存性を示す図である。

図5は、2次イオン質量分析の結果得られた、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層のB濃度のC含有率依存性を示す図である。

最良の実施形態

以下、本発明によるSiGeC半導体結晶及びその製造方法の実施例について、図面を参照しながら説明する。

－第1の実施形態－

図1(a), (b)は、本発明の第1の実施形態におけるBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 半導体の製造工程を概略的に示す断面図である。図2は、本発明の製造方法におけるRTA温度の変化に対するBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 半導体結晶の比抵抗の変化データを示す図である。

まず、図1(a)に示す工程で、主面が{001}面であるSi基板101上に、超高真空化学的気相成長法(Ultra High Vacuum Chemical Vapor Deposition, UHV-CVD)法により、厚みが約300nmのBドーブ $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層102をエピタキシャル成長させる。その際、 $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$ 層を構成する元素のうち元素Siの原料ガスとして Si_2H_6 を、元素Geの原料

ガスとして GeH_4 を、元素 C の原料ガスとして SiH_3CH_3 を、p 型不純物（ドーパント）であるボロン（B）の原料ガスとして B_2H_6 をそれぞれ用いて（つまり、in-situ ドープ）いる。このとき、 SiH_3CH_3 及び GeH_4 の流量と $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の成長時における温度（約 490°C ）とは一定とし、 SiH_3CH_3 の流量のみを変化させている。成長圧力は、約 0.133 Pa （ $=1 \times 10^{-3}\text{ Torr}$ ）、成長温度は 490°C である。B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層 102 中の組成を x 線回折法により評価した結果、Si の含有率は 82.5% であり、Ge の含有率は 13.2% であり、C の含有率は 1.6% であった。また、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層 102 を 2 次イオン質量分析法により評価した結果、B 濃度は $2.6 \times 10^{18}\text{ atoms} \cdot \text{cm}^{-3}$ である。

次に、図 1（b）に示す工程で、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層 102 に、Rapid Thermal Annealing（RTA）による熱処理を施して、B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 とした。このとき、1 気圧の窒素（ N_2 ）雰囲気中で、熱処理の最高温度を例えば約 950°C とし、最高温度での保持時間を約 15 秒としている。

図 2 は、RTA 温度（最高温度）を変化させたときの B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 の比抵抗の熱処理温度（RTA の最高温度）依存性を示す図である。ただし、図 2 に示すデータは、RTA における最高温度を 700°C から 1050°C まで変化させ、熱処理時間は一定の 15 秒としている。同図において、●印のデータは B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 の比抵抗を表している。また、■印のデータは、発明との比較のために形成された B ドープ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層（Ge の含有率が 13%）の比抵抗の熱処理温度依存性を示している。同図に示されるように、B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 の比抵抗（●印）は、熱処理温度 700°C から 900°C の範囲においては熱処理温度の上昇に応じて単調に減少している。そして、B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 の比抵抗は、熱処理温度 900°C から 1000°C の範囲ではほぼ一定の値を示し、熱処理温度が 1000°C を越えると再び増大している。ただし、いずれの場合にも B ドープ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層 103 は、エピタキシャル成長後に熱処理を行なうことにより、as-grown 状態よりも比抵抗が低減していることが

わかる。一方、Bドーパ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層の比抵抗(■印)は、RTAを行なっても行なわなくても小さく、かつ、ほぼ一定である。つまり、Bドーパ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層については、エピタキシャル成長後の活性化のための熱処理を行なう意義が全くないことがわかる。

以上のことから、in-situ ドープを伴うエピタキシャル成長によって $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層を形成した後、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層に熱処理を施すことにより、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗を低減しうることがわかる。つまり、従来、in-situ ドープによりエピタキシャル成長された1%以上のドーパントを含む $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層において比抵抗が高いという課題があったが、この課題が $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層のエピタキシャル成長後に熱処理を行うことにより、比抵抗の増大を抑制することがわかった。

図2に示されるように、特に、温度が 700°C — 1020°C の範囲で熱処理(RTA)を行なうことにより、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗を確実に低減する効果が得られる。

さらに、温度が 900°C — 1000°C の範囲で熱処理を行なったときに、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗の確実に低減効果が著しいことがわかる。

本実施形態においては、キャリア生成用不純物としてボロン(B)を用いた場合について説明したが、本発明は斯かる実施形態に限定されるものではなく、キャリア生成用不純物がリン(P)である場合にも適用することが可能である。

本願の優先権主張の基礎となる出願(特願平2000-086154号)の後、文献(Epitaxial growth of $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ film on Si(100) in a SiH_4 - GeH_4 - CH_3SiH_3 reaction, (A. Ichikawa et. al. Thin Solid Film 369(2000) 167-170))において、in-situ ドープを伴うエピタキシャル成長法によって形成されたPドーパ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の比抵抗もas-grown状態で大きいことが報告されており、この比抵抗の増大をどのように抑制するかについての手段が記載されていないことから、比較的高い含有率でCを含む不純物ドーパ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の低抵抗化は未解決であることがわかる。それに対し、本発明によると、簡単な処理で不純物ドーパ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層の低抵抗化を図ることができる点で大きな意義を有する。

なお、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶を用いて電界効果トランジスタやバイポーラトランジスタなどのデバイスを作製する場合、上記熱処理工程は、例えばソース・ドレイン領域の活性化工程やポリシリコン電極の活性化工程などの熱処理工程と兼用することによっても同様の効果が得られる。

また、本実施形態では、UHV-CVD法により、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層のエピタキシャル成長を行なったが、本発明は斯かる実施形態に限定されるものではなく、減圧気相成長法（LP-CVD）法などの他の成長方法を用いて作製した $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層に対しても同様の効果が得られる。

また、本実施例ではRTAによる熱処理を行なったが、ファーンেসアニール法などいかなる熱処理方法においても同様の効果が得られる。

－第2の実施形態－

次に、第2の実施形態によるBドーブ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 結晶層の構造及び製造方法について説明する。

図3は、本発明の実施形態による半導体超格子構造を模式的に示す断面図である。UHV-CVD法により、Si基板111上に、キャリア用不純物であるボロン（B）を含み $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ （ $0 < z < 1$ ）で表される組成を有するBドーブSiGe層113（厚さ1nm）と、BドーブSiGe層113よりもキャリア用不純物の濃度が低い $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ （ $0.01 \leq w < 1$ ）で表される組成を有するノンドーブSiC層112（厚さ1nm）とを150周期積層した超格子構造104をエピタキシャル成長させた。その際、元素Siの原料ガスとして Si_2H_6 を、元素Geの原料ガスとして GeH_4 を、元素Cの原料ガスとして SiH_3CH_3 を、p型不純物（ドーパント）であるボロン（B）の原料ガスとして B_2H_6 をそれぞれ用いて（つまりin-situドーブ）いる。このとき、成長圧力は、約0.133Pa（ $=1 \times 10^{-3}\text{Torr}$ ）、成長温度は490℃である。X線回折法により、BドーブSiGe層113中の組成を評価した結果、Geの含有率は26.4%であった。また、X線回折法により、ノンドーブSiC層113中の組成を評価した結果、Cの含有率は3.2%であった。また、BドーブSiGe層112を2次イオン質量分析法により評価した結果、B濃度は $5.2 \times 10^{18}\text{atoms} \cdot \text{cm}^{-3}$ であった。なお、ノンドーブSiC層113には、意識的に

Bをドーピングするわけではないが、不純物ドーピング用ガスの残留や拡散によって、低濃度ながらBが含まれている。

本実施形態により作製した $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ を積層してなる超格子構造104は、 SiC 層及び SiGe 層が量子効果が現れない程度に薄い超格子構造であるので、離散的な量子準位は形成されない。そして、 SiC 層112及び SiGe 層113の性質が平均化され（いわば一体化され）て、超格子構造104全体が1つの $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層（ $0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$ ）として機能する。この $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層（ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 短周期超格子）における平均的なSi, Ge, C及びBの濃度は、それぞれ約85.2%、約13.2%、約1.6%及び約 $2.6 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ であり、図1に示す $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層102と同様の組成を有しているものと考えることができる。

したがって、本実施形態によると、第1の実施形態と同じ効果を発揮することができる。しかも、本実施形態の SiGeC 半導体結晶の製造工程においては、第1の実施形態のごとく熱処理を施す必要はなく、as-grownの状態での低抵抗化を実現しうると言う利点がある。

また、超格子構造104においては、Bは SiGe 層113のみにドーピングされており、 SiC 層112にはほとんど含まれていない。図2及び図4に示すように、 SiGe 層113内のBはas-grown状態でドーパントとして活性化している。また、製造工程において SiGe 層113に極めて微量のCが混入することもあり得るが、図4に示すように、0.45%程度までのCの存在は SiGe 層における比抵抗の増大を招くことはない。

なお、本実施形態においては、 SiC 層112及び SiGe 層113の厚さを1nmとし、この2つの層を150周期積層した超格子構造を用いたが、本発明は斯かる実施形態に限定されるものではない。高濃度のキャリア用不純物を含む $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層と、ほとんどキャリア用不純物を含まない $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層とを積層することにより、キャリア用不純物を確実に活性化させる作用を得ることができ、1つの $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層として機能する積層構造を得ることができる。ただし、 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層又は $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層に量子化準位が生じると、別

の特性が出現するおそれがあるので、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層の厚みはいずれも量子化準位が現れなくなる程度に薄いことが好ましい。

特に、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層の厚みがそれぞれ 1 nm 以下であると、各層において確実に量子化準位をなくすことができるので、各層の厚みが 1 nm 以下であることが好ましい。ただし、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層の厚みが互いに等しくなくてもよい。

本実施形態では、UHV-CVD 法により、 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層を交互にエピタキシャル成長させることにより、 $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層を形成したが、本発明は斯かる実施形態に限定されるものではなく、減圧気相成長法 (LP-CVD) 法などの他の成長方法を用いて作製した $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層からなる $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ 層に対しても同様の効果が得られる。

産業上の利用可能性

本発明は、 Si/SiGeC 又は SiGe/SiGeC ヘテロ構造を有する電界効果トランジスタや、バイポーラトランジスタに利用される。

請求の範囲

1. 基板上に、キャリア用不純物が添加された $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) で表される組成を有する SiGeC 半導体結晶をエピタキシャル成長させるステップ (a) と、

上記 SiGeC 半導体結晶中のキャリア用不純物を活性化させるための熱処理を施すステップ (b) と

を含む SiGeC 半導体結晶の製造方法。

2. 請求項 1 の SiGeC 半導体結晶の製造方法において、

上記熱処理の温度が 700°C 以上で 1000°C 以下の範囲であることを特徴とする SiGeC 半導体結晶の製造方法。

3. 請求項 1 又は 2 の SiGeC 半導体結晶の製造方法において、

上記エピタキシャル成長は、 Si 、 Ge 、 C 及び B のうち少なくともいずれか 1 つの材料の水素化物を原料とする化学的気相成長法であることを特徴とする SiGeC 半導体結晶の製造方法。

4. キャリア用不純物を含む $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ ($0 < z < 1$) 層と、

該 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層よりもキャリア用不純物の濃度が低い $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ ($0.01 \leq w < 1$) 層と

を 2 組以上交互に積層して構成され、

$\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{C}_y$ ($0 < x < 1$, $0.01 \leq y < 1$) で表される組成を有する SiGeC 半導体結晶として機能する SiGeC 半導体結晶。

5. 請求項 4 の SiGeC 半導体結晶において、

上記 $\text{Si}_{1-z}\text{Ge}_z$ 層と $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層との厚みは離散した量子化準位が生じる厚みよりも薄くなっていることを特徴とする SiGeC 半導体結晶。

6. 請求項4又は5のSiGeC結晶において、

上記 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層及び $\text{Si}_{1-w}\text{C}_w$ 層は、それぞれ1.0nm以下の厚みを有することを特徴とするSiGeC半導体結晶。

1/3

Fig. 1(a)

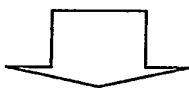
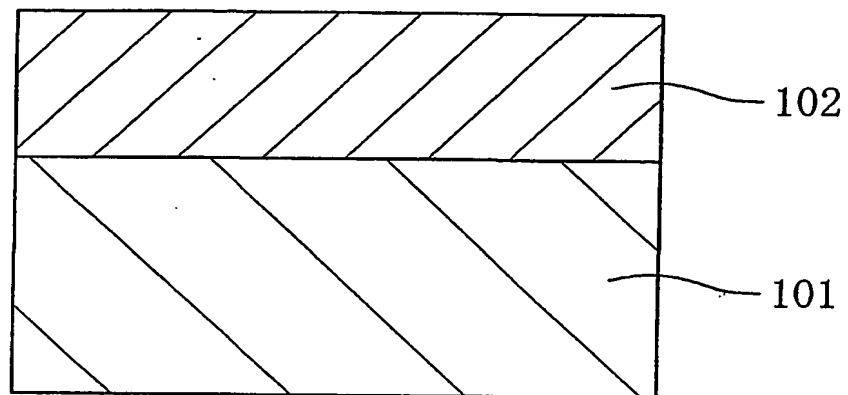
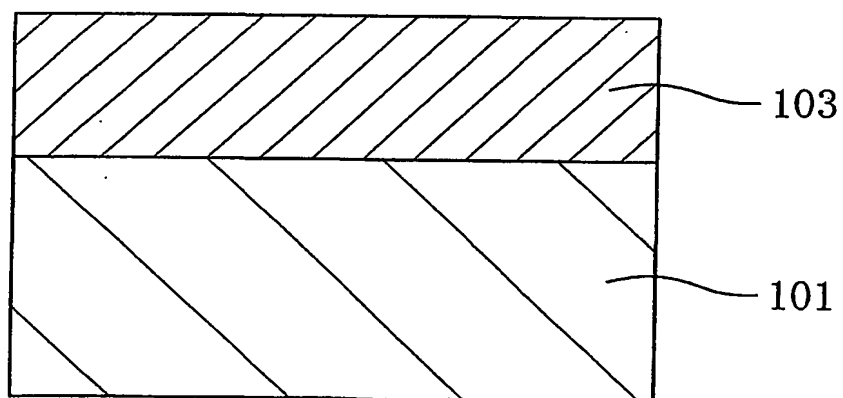


Fig. 1(b)



2/3

Fig. 2

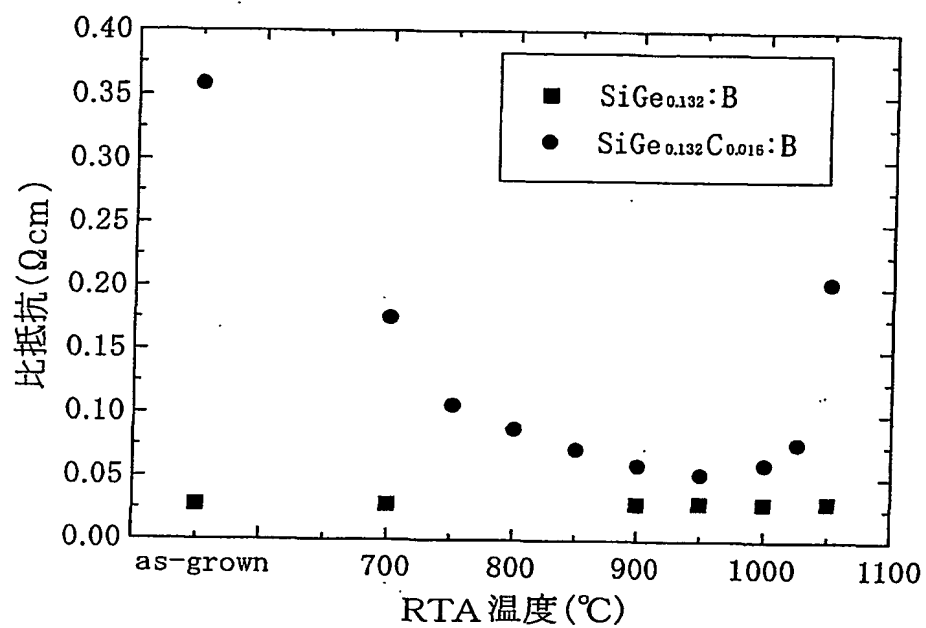
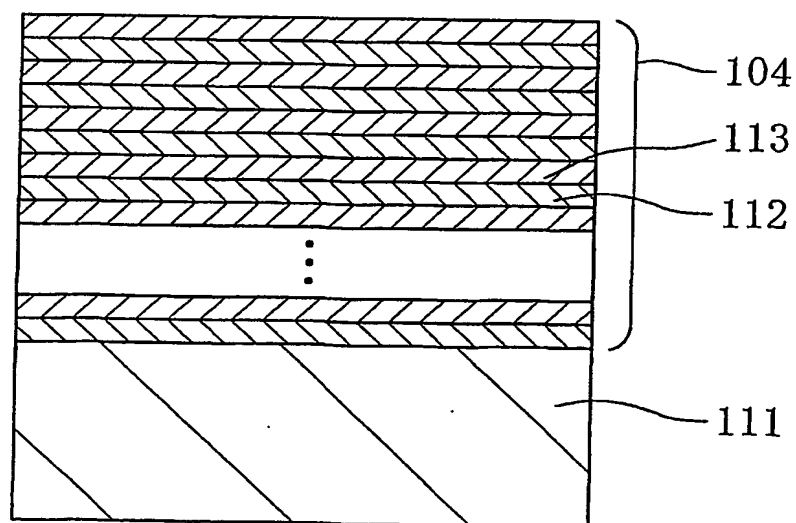


Fig. 3



3/3

Fig. 4

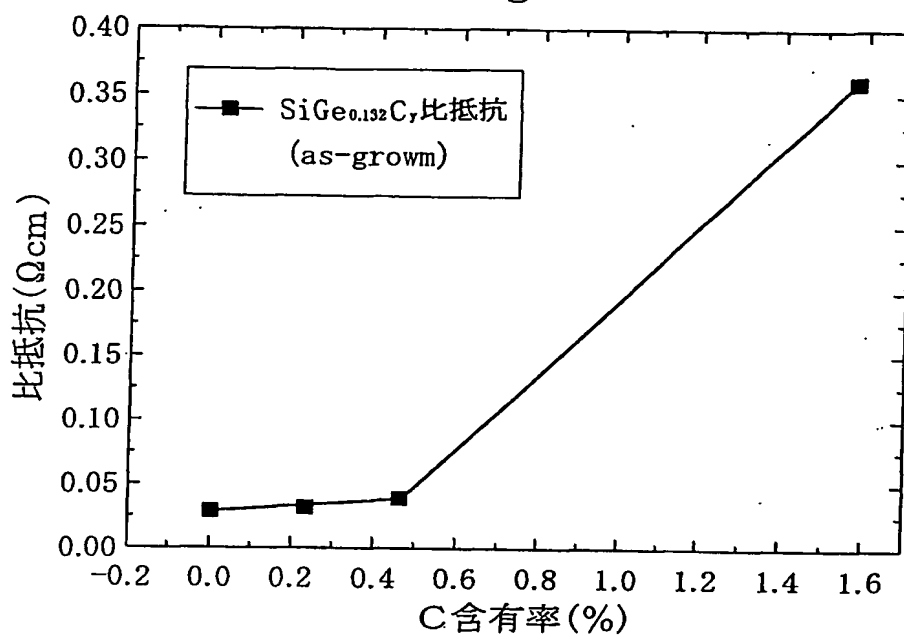
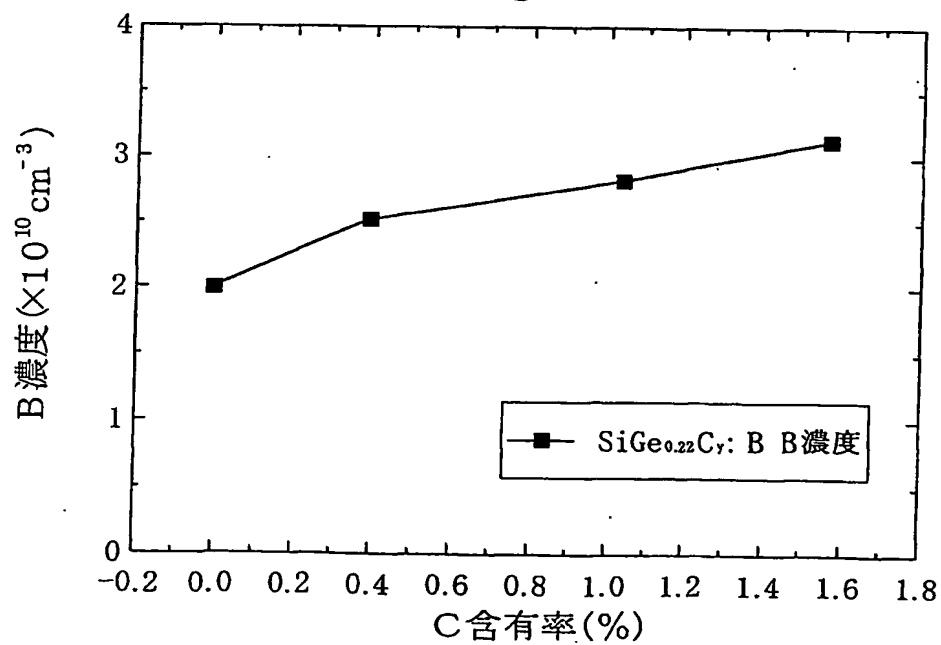


Fig. 5



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/02524

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ H01L29/161, H01L21/205, H01L21/26, H01L21/324

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ H01L29/161, H01L21/205, H01L21/26, H01L21/324

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2001
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2001 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2001

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	"Suppression of Boron Outdiffusion in SiGe HBTs by Carbon Incorporation", L.D. Lanzerotti, J.C. Sturn, E. Stach, R. Hull, T. Buyuklimanli and C. Magee, International Electron Devices Meeting Technical Digest, 08 December, 1996 (08.12.96), pages 249 to 252	1-3
P,A	"Electrical properties of boron-doped p-SiGeC grown on n-Si substrate", M. Ahoujja, Y.K. Yeo and R.L. Hengehold, Applied Physics Letters, Vol.77, No.9, 28 August, 2000 (28.08.00), pages 1327 to 1329	1-3
P,A	JP, 2000-269476, A (Matsushita Electric Ind. Co., Ltd.), 29 September, 2000 (29.09.00), Full text; Figs. 1 to 8 (Family: none)	4-6

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
23 May, 2001 (23.05.01)

Date of mailing of the international search report
05 June, 2001 (05.06.01)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ H01L29/161, H01L21/205, H01L21/26, H01L21/324

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ H01L29/161, H01L21/205, H01L21/26, H01L21/324

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2001年

日本国登録実用新案公報 1994-2001年

日本国実用新案登録公報 1996-2001年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)
JICST (JOIS)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	"Suppression of Boron Outdiffusion in SiGe HBTs by Carbon Incorporation", L.D.Lanzerotti, J.C.Sturn, E.Stach, R.Hull, T.Buyuklimanli and C.Magee, International Electron Devices Meeting Technical Digest, 8.12月.1996(08.12.96), pages.249-252	1-3
P, A	"Electrical properties of boron-doped p-SiGeC grown on n-Si substrate", M.Ahoujja, Y.K.Yeo and R.L.Hengehold, Applied Physics Letters, VOL.77, NO.9, 28.8月.2000(28.08.00), pages.1327-1329	1-3

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 23.05.01

国際調査報告の発送日 05.06.01

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

瀧内 健夫

4L

9054

電話番号 03-3581-1101 内線 3497

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
P, A	JP, 2000-269476, A (松下電器産業株式会社) 29. 9月. 2000 (29. 09. 00) 全文, 第1-8図 (ファミリーなし)	4-6